

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-013177

(43)Date of publication of application : 15.01.2003

(51)Int.Cl. C22C 38/00
 C21D 9/46
 C22C 38/16
 C22C 38/58
 C23C 2/06
 C23C 2/40

(21)Application number : 2001-202067

(71)Applicant : KAWASAKI STEEL CORP

(22)Date of filing : 03.07.2001

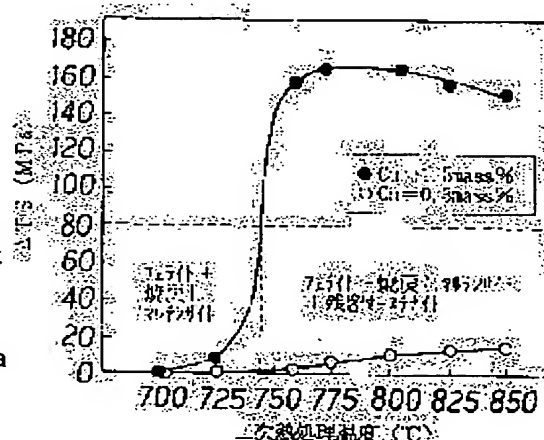
(72)Inventor : MATSUOKA SAIJI
 SAKATA TAKASHI

(54) HOT-DIP GALVANIZED SHEET STEEL WITH HIGH DUCTILITY SUPERIOR IN PRESS FORMABILITY AND STRAIN AGING HARDENING CHARACTERISTICS, AND MANUFACTURING METHOD THEREOF

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a hot-dip galvanized sheet steel superior in press formability and strain aging hardening characteristics, and a manufacturing method therefor.

SOLUTION: A steel slab for cold-rolled steel sheet includes 0.20% or less C, 2.0% or less Si, 3.0% or less Mn, appropriately controlled amounts of P, S, Al, and N, and further 0.5-3.0% Cu, or one or more of Mo, Cr, and W of 2.0% or less in total. The hot-dip galvanized steel sheet comprises employing the above steel slab as a blank, hot rolling or cold rolling it into a steel sheet, subjecting it to a primary heat treatment of heating to Ac1 transformation temperature and then quenching, and to a secondary heat treatment of heating to the range of Ac1-Ac3 transformation temperature, and then hot-dip galvanizing it. Thereby, the steel sheet has a composite structure consisting of a ferrite phase and a tempered martensite phase as a main phase, and a retained austenite phase of 1% or more by volume factor as a secondary phase, and obtains superior press formability and such superior strain aging hardening characteristics as to show 80 MPa or more of ΔTS .



(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-13177

(P2003-13177A)

(43) 公開日 平成15年1月15日 (2003.1.15)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームコード*(参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T 4 K 0 2 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	J 4 K 0 3 7
C 2 2 C 38/16		C 2 2 C 38/16	
38/58		38/58	
C 2 3 C 2/06		C 2 3 C 2/06	

審査請求 未請求 請求項の数 9 O L (全 15 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2001-202067(P2001-202067)

(22) 出願日 平成13年7月3日(2001.7.3)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 松岡 才二

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 坂田 敬

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 100099531

弁理士 小林 英一

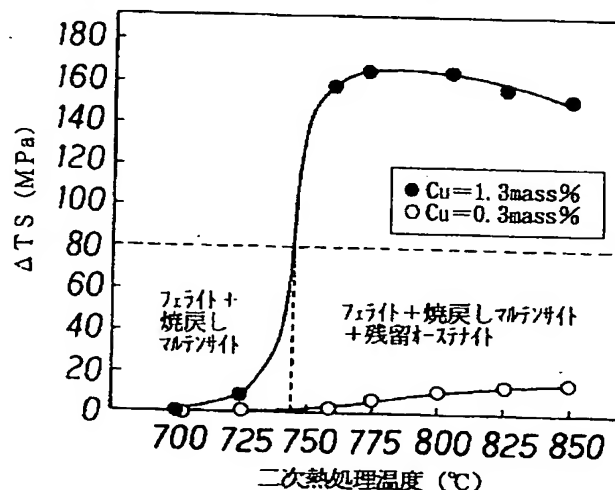
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 プレス成形性と歪時効硬化特性に優れた高延性溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 優れたプレス成形性と、歪時効硬化特性に優れた溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法を提案する。

【解決手段】 C:0.20%以下、Si:2.0%以下、Mn:3.0%以下を含み、P、S、Al、Nを適正量に調整し、さらにCu:0.5~3.0%、またはMo、Cr、Wのうちの1種または2種以上を合計で2.0%以下含む鋼スラブを素材とし、熱延板または冷延板とした鋼板に、 A_{c1} 変態点以上の温度に加熱したのち急冷する一次熱処理を施したのち、 A_{c1} 変態点~ A_{c3} 変態点の温度に加熱する二次熱処理を施し、ついで溶融亜鉛めっき処理を施す。これにより、組織が、フェライト相および焼戻しマルテンサイト相からなる主相と、体積率で1%以上の残留オーステナイト相を含む第2相との複合組織となり、優れたプレス成形性と $\Delta T S$:80MPa以上になる歪時効硬化特性を得る。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 鋼板表面に溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層を有する溶融亜鉛めっき鋼板であって、組織が、フェライト相および焼戻しマルテンサイト相からなる主相と、体積率で1%以上の残留オーステナイト相を含む第2相との複合組織を有することを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ $\Delta T S: 80\text{MPa}$ 以上になる歪時効硬化特性に優れた高延性溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項2】 前記鋼板が、質量%で、
 C: 0.20%以下、 Si: 2.0%以下、
 Mn: 3.0%以下、 P: 0.1%以下、
 S: 0.02%以下、 Al: 0.3%以下、
 N: 0.02%以下、 Cu: 0.5~3.0%を
 含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有することを特徴とする請求項1に記載の高延性溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項3】 前記組成に加えてさらに、質量%で、下記A群~C群のうちの1群または2群以上を含有することを特徴とする請求項2に記載の高延性溶融亜鉛めっき鋼板。

記

A群: Ni: 2.0%以下

B群: Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下

C群: Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下

【請求項4】 前記鋼板が、質量%で
 C: 0.20%以下、 Si: 2.0%以下、
 Mn: 3.0%以下、 P: 0.1%以下、
 S: 0.02%以下、 Al: 0.3%以下、
 N: 0.02%以下を含み、さらに、Mo: 0.05~2.0%、Cr: 0.05~2.0%、W: 0.05~2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有することを特徴とする請求項1に記載の高延性溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項5】 前記組成に加えてさらに、質量%で、Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下含有することを特徴とする請求項4に記載の高延性溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項6】 質量%で、
 C: 0.20%以下、 Si: 2.0%以下、
 Mn: 3.0%以下、 P: 0.1%以下、
 S: 0.02%以下、 Al: 0.3%以下、
 N: 0.02%以下、 Cu: 0.5~3.0%を
 含む組成を有する鋼板に、 A_{c1} 変態点以上の温度に加熱したのち急冷する一次熱処理工程を施したのち、(A_{c1} 変態点)~(A_{c2} 変態点)の範囲の温度に加熱する二次熱処理工程を施し、ついで鋼板表面に溶融亜鉛めっき層

を形成する溶融亜鉛めっき処理工程を施すことを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつ $\Delta T S: 80\text{MPa}$ 以上になる歪時効硬化特性に優れた高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項7】 前記一次熱処理工程と前記二次熱処理工程の間に、鋼板を酸洗する酸洗処理工程を施すことを特徴とする請求項6に記載の高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項8】 前記溶融亜鉛めっき処理工程について、前記溶融亜鉛めっき層の合金化処理を行う合金化処理工程を施すことを特徴とする請求項6または7に記載の高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項9】 前記鋼板に代えて、質量%で、
 C: 0.20%以下、 Si: 2.0%以下、
 Mn: 3.0%以下、 P: 0.1%以下、
 S: 0.02%以下、 Al: 0.3%以下、
 N: 0.02%以下を含み、さらに、Mo: 0.05~2.0%、Cr: 0.05~2.0%、W: 0.05~2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下含有する組成を有する鋼板とすることを特徴とする請求項6ないし8に記載の高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、主として自動車用溶融亜鉛めっき鋼板に係り、とくに、曲げ加工性、伸びフランジ加工性、絞り加工性等のプレス成形性が良好で、しかもプレス成形後の熱処理により引張強さが顕著に増加する、極めて大きな歪時効硬化特性を有する高延性溶融亜鉛めっき鋼板およびその製造方法に関する。

【0002】なお、本発明でいう高延性鋼板とは、強度(TS)と延性(El)のバランス(TS×El)が1900MPa%以上の引張特性を有する鋼板を意味する。また、本発明でいう極めて大きな歪時効硬化特性、すなわち「歪時効硬化特性に優れる」とは、 $\Delta T S: 80\text{MPa}$ 以上になる歪時効硬化特性を有することを意味する。本発明において、 $\Delta T S$ とは、塑性歪量5%以上の予変形処理後、150~350℃の範囲の温度で保持時間: 30s以上の熱処理を施したときの、熱処理前後の引張強さ増加量{=(熱処理後の引張強さ)-(予変形処理前の引張強さ)}を意味する。また、本発明において、 $\Delta Y S$ とは、この熱処理前後の変形応力増加量{ $\Delta Y S$ と記す; $\Delta Y S = (\text{熱処理後の降伏応力}) - (\text{予変形処理前の降伏応力})$ }を意味する。

【0003】

【従来の技術】近年、地球環境の保全問題からの排出ガス規制に関連して、自動車の車体重量の軽減が極めて重要な課題となっている。最近、車体重量の軽減のために、自動車用鋼板を高強度化して鋼板板厚を低減することが検討されている。鋼板を素材とする自動車の車体用部品の多くがプレス加工により成形されるため、使用さ

れる自動車鋼板には、優れたプレス成形性を有することが要求される。優れたプレス成形性を有する鋼板となるためには、まず高い延性を確保することが肝要となる。また、伸びフランジ成形が多用される場合もあり、高い穴抜け率を有することも必要となる。しかし、一般に、鋼板を高強度化すると、延性が低下し、穴抜け率が低下して、プレス成形性が低下する傾向となる。このため、従来から、高い延性を有し、プレス成形性に優れた高強度鋼板が要望されていた。

【0004】また最近では、衝突時に乗員を保護するため、自動車車体の安全性が重視され、そのために衝突時における安全性の目安となる耐衝撃特性の向上が要求されている。耐衝撃特性の向上には、完成車での強度が高いほど有利になる。したがって、自動車部品の成形時には、強度が低く、高い延性を有してプレス成形性に優れ、完成品となった時点には、強度が高くて耐衝撃特性に優れた鋼板が最も強く望まれていた。

【0005】このような要望に対し、プレス成形性と高強度化とを両立させた鋼板が開発された。この鋼板は、プレス加工後に100～200℃の高温保持を含む塗装焼付処理施すと降伏応力が上昇する塗装焼付硬化型鋼板である。この鋼板では、最終的に固溶状態で存在するC量（固溶C量）を適正範囲に制御し、プレス成形時には軟質で、形状凍結性、延性を確保し、プレス成形後に行われる塗装焼付処理時に、残存する固溶Cがプレス成形時に導入された転位に固着して、転位の移動を妨げ、降伏応力を上昇させる。しかしながら、塗装焼付硬化型自動車用鋼板では、降伏応力は上昇させることができるものの、引張強さまでは上昇させることができなかった。

【0006】また、特公平5-24979号公報には、C:0.08～0.20%、Mn:1.5～3.5%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる組成を有し、組織がフェライト量5%以下の均一なベイナイトもしくは一部マルテンサイトを含むベイナイトで構成された焼付硬化性高張力冷延鋼板が開示されている。特公平5-24979号公報に記載された冷延鋼板は、連続焼鈍後の冷却過程で400～200℃の温度範囲を急冷し、その後徐冷とすることにより、組織を従来のフェライト主体の組織からベイナイト主体の組織として、従来になかった高い焼付け硬化量を得ようとするものである。

【0007】しかしながら、特公平5-24979号公報に記載された鋼板では、塗装焼付け後に降伏応力が上昇し、従来になかった高い焼付け硬化量が得られるものの、依然として引張強さまでは上昇させることができず、耐衝撃特性の向上が期待できないという問題があった。プレス成形後に熱処理を施し、降伏応力のみならず引張強さをも上昇させようとする鋼板が、熱延鋼板ではあるが、いくつか提案されている。

【0008】例えば、特公平8-23048号公報には、C:0.02～0.13%、Si:2.0%以下、Mn:0.6～2.5%、so

1.Al:0.10%以下、N:0.0080～0.0250%を含む鋼を、1100℃以上に再加熱し、850～950℃で仕上圧延を終了する熱間圧延を施し、ついで15℃/s以上の冷却速度で150℃未満の温度まで冷却し巻取り、フェライトとマルテンサイトを主体とする複合組織とする、熱延鋼板の製造方法が提案されている。しかしながら、特公平8-23048号公報に記載された技術で製造された鋼板は、歪時効硬化により降伏応力とともに引張強さが増加するものの、150℃未満という極めて低い巻取温度で巻き取るため、機械的特性の変動が大きいという問題があった。また、プレス成形ー塗装焼付処理後の降伏応力の増加量のばらつきが大きく、さらに、穴抜け率(λ)が低く、伸びフランジ加工性が低下しプレス成形性が不足するという問題もあった。

【0009】一方、自動車部品は、適用部位によっては高い耐食性も要求される。高い耐食性を要求される部位に適用される素材には、溶融亜鉛めっき鋼板が好適であり、成形時にはプレス成形性に優れ、成形後の熱処理により著しく硬化する溶融亜鉛めっき鋼板が要望されている。このような要望に対し、例えば、特許第2802513号公報には、熱延板をめっき原板とする溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法が提案されている。この方法は、C:0.05%以下、Mn:0.05～0.5%、Al:0.1%以下、Cu:0.8～2.0%を含む鋼スラブを巻取温度:530℃以下の条件で熱間圧延を行い、続いて530℃以下の温度に加熱し鋼板表面を還元したのち、溶融亜鉛めっきを施すことにより、成形後の熱処理による著しい硬化が得られるとしている。しかしながら、この方法で製造された鋼板では、成形後熱処理により著しい硬化を得るためには、熱処理温度を500℃以上とする必要があり、熱処理温度が高く、実用上問題を残していた。

【0010】また、特開平10-310824号公報には、熱延板あるいは冷延板をめっき原板とし、成形後の熱処理により強度上昇が期待できる合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法が提案されている。この方法は、C:0.01～0.08%を含み、Si、Mn、P、S、Al、Nを適正量としたうえで、Cr、W、Moの1種または2種以上を合計で0.05～3.0%含有する鋼を熱間圧延したのち、あるいはさらに冷間圧延、または調質圧延し焼鈍したのち、溶融亜鉛めっきを行い、その後、加熱合金化処理を施すというものである。この鋼板は、成形後、200～450℃の温度域で加熱することにより引張強さ上昇が得られるとされる。しかしながら、得られた鋼板は、ミクロ組織が、フェライト単相、フェライト+パーライト、またはフェライト+ベイナイト組織であるため、高い延性が得られず、プレス成形性が低下するという問題があった。

【0011】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記したように、極めて強い要求があるにもかかわらず、これらの特性を満足する鋼板を工業的に安定して製造する技術が

これまでになかったことに鑑み成されたものであり、上記した問題を有利に解決し、自動車用鋼板として好適な、優れたプレス成形性を有し、かつプレス成形後に、比較的低い温度での熱処理によって引張強さが極めて大きく上昇する歪時効硬化特性に優れた高延性溶融亜鉛めっき鋼板およびこの溶融亜鉛めっき鋼板を安定して生産できる製造方法を提案することを目的とする。

【0012】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記した課題を達成するために、歪時効硬化特性におよぼす鋼板組織と合金元素の影響について鋭意研究を重ねた。その結果、鋼板組織をフェライト相および焼戻しマルテンサイト相からなる主相と、体積率で1%以上の残留オーステナイト相を含む第2相との複合組織とし、さらに加えて、C含有量を低～中炭素域とし、適正量のCuを、あるいはMo、Cr、Wのうちから選ばれた1種または2種以上を含有することにより、予歪量：5%以上とした予変形処理と150℃以上350℃以下の比較的低い温度の熱処理後に、降伏応力の増加に加え、引張強さも顕著に増加する高い歪時効硬化特性が得られることを見出した。また、このような高い歪時効硬化特性に加えて、良好な延性、高い穴抜き率を有し、プレス成形性に優れた鋼板となることを見いだした。

【0013】まず、本発明者らが行った基礎的な実験結果について説明する。質量%で、C：0.08%、Si：0.5%、Mn：2.0%、P：0.01%、S：0.004%、Al：0.04%、N：0.002%を含有し、Cuを0.3%と1.3%と含有する組成を有するシートバーについて、1250℃に加熱一均熱後、仕上圧延終了温度が900℃となるように3パス圧延を行って板厚4.0mmとした。なお、仕上圧延終了後、コイル巻取り処理として600℃×1hの保温相当処理を施した。引き続き、70%の冷間圧延を施して板厚1.2mmの冷延板とした。ついで、これらの冷延板に、900℃で加熱一均熱した後、30℃/sの冷却速度で冷却する一次熱処理を施した。この一次熱処理後の鋼板組織は、ラス状マルテンサイト組織であった。この一次熱処理後の鋼板に、種々の温度で二次熱処理を施した後、450～500℃の温度域まで急冷し、ついで、溶融亜鉛めっき浴(0.13質量%Al-Zn浴)に浸漬して、表面に溶融亜鉛めっき層を形成する溶融亜鉛めっき処理を施した。さらに、450～550℃の温度範囲に再加熱し、溶融亜鉛めっき層の合金化処理(めっき層中のFe含有率：約10%)を実施した。

【0014】得られた溶融亜鉛めっき鋼板について、引張試験を実施し引張特性を調査した。さらに、これら溶融亜鉛めっき鋼板の歪時効硬化特性についても調査した。まず、これら溶融亜鉛めっき鋼板から試験片を採取し、試験片に引張予歪量5%の予変形処理を施し、ついで50～350℃×20minの熱処理を施したのち、引張試験を実施し引張特性を求めた。歪時効硬化特性は、熱処理

前後の引張強さ増加量 ΔTS で評価した。 ΔTS は、熱処理を施した後の引張強さ $TS_{\text{熱}}$ と、熱処理を施さない場合の引張強さ TS との差 $\{=(\text{熱処理後の引張強さ } TS_{\text{熱}}) - (\text{予変形処理前の引張強さ } TS)\}$ とした。なお、引張試験は、JIS 5号引張試験片を用いて実施した。

【0015】図1に、 ΔTS と二次熱処理温度の関係におよぼすCu含有量の影響を示す。なお、 ΔTS は、得られた溶融亜鉛めっき鋼板から採取した試験片に、引張歪5%の予変形処理を施し、ついで250℃×20minの熱処理を施した後引張試験を実施して求めた。図1から、Cu含有量が1.3質量%の場合には、鋼板組織をフェライト+焼戻しマルテンサイト+残留オーステナイトの複合組織にすることにより、 ΔTS ：80MPa以上という高い歪時効硬化特性が得られることがわかる。一方、Cu含有量が0.3質量%の場合には、いずれの二次熱処理温度でも、 ΔTS ：80MPa未満であり、高い歪時効硬化特性は得られない。

【0016】図1から、Cu含有量を適正範囲とし、フェライト+焼戻しマルテンサイト+残留オーステナイトを含む複合組織とすることにより、高い歪時効硬化特性を有する溶融亜鉛めっき鋼板を製造することが可能であることがわかる。図2に、 ΔTS と予変形処理後の熱処理温度の関係におよぼすCu含有量の影響を示す。なお、 ΔTS は、二次熱処理温度を800℃とした合金化溶融亜鉛めっき鋼板から採取した試験片に、引張歪量5%の予変形処理を施し、ついで50～350℃×20minの熱処理を施したのち、引張試験を実施して求めた。

【0017】図2から、 ΔTS は、予変形処理後の熱処理温度が上昇するとともに増加するが、その増加量はCu含有量に大きく依存する。Cu含有量が1.3質量%の場合には、熱処理温度が150℃以上で ΔTS ：80MPa以上という高い歪時効硬化特性が得られることがわかる。一方、Cu含有量が0.3質量%の場合には、いずれの熱処理温度でも、 ΔTS ：80MPa未満であり、高い歪時効硬化特性は得られない。

【0018】本発明の溶融亜鉛めっき鋼板では、通常の熱処理前後の変形応力増加量測定時の予歪量である2%よりも多い歪量での予変形と、150℃以上350℃以下といった比較的低温度域での熱処理により、鋼板中に極微細Cuが析出する。本発明者らの検討によれば、この極微細Cuの析出により、降伏応力の増加に加え、引張強さが顕著に増加する高い歪時効硬化特性が得られたと考えられる。このような低温域での熱処理による極微細Cuの析出は、これまで報告されている極低炭素鋼あるいは低炭素鋼では全く認められなかった。低温域での熱処理によって極微細Cuが析出することについては、現在まで、その理由は明確となっていないが、フェライト(α)+オーステナイト(γ)の2相域での熱処理中に、 γ 相にCuが多量に分配され、それが冷却後も引き継がれて残留オーステナイト中にCuが過飽和に固溶した状態になり、5

%以上の予歪の付加により、残留オーステナイトがマルテンサイトに歪誘起変態し、歪誘起変態したマルテンサイト中に、その後の低温熱処理により、極微細にCuが析出したものと考えられる。

【0019】また、組織をフェライト+焼戻しマルテンサイト+残留オーステナイトの複合組織としたCu含有量が0.3質量%と1.3質量%の溶融亜鉛めっき鋼板について、穴抜き試験を実施し、穴抜き率(λ)を求めた。穴抜き試験は、採取した試験片に、10mmφのポンチで打ち抜いてポンチ穴を形成したのち、頂角60°の円錐ポンチを用い、ばりが外側になるようにして、板厚を貫通する割れが発生するまで穴抜きを行い、穴抜き率λを求めた。穴抜き率λは、

$$\lambda(\%) = \{(d - d_0) / d_0\} \times 100$$

で求めた。なお、 d_0 ：初期穴径(ポンチ径)、 d ：割れ発生時の内穴径である。Cu含有量が1.3%の鋼板の穴抜き率λは120%、Cu含有量が0.3%の鋼板の穴抜き率λは50%であり、Cu含有量が1.3%の場合には0.3%の場合に比べ、穴抜き率が高くなり、穴抜き成形性が向上することが明らかになった。Cu含有による穴抜き成形性が高くなる詳細な機構については、現在までに明確とはなっていないが、Cu添加によりフェライト、焼戻しマルテンサイト、残留オーステナイトおよび歪誘起変態したマルテンサイトとの硬度差が小さくなったためではないかと考えられる。

【0020】以上の新知見に基づき、本発明者らは鋭意研究を重ねた結果、上記のような現象は、Cuを含まない組成の鋼板についても起こりうることを明らかにした。すなわち、Cuに代えて、Mo、Cr、Wのうちの1種または2種以上を含み、フェライト相および焼戻しマルテンサイト相からなる主相と体積率で1%以上の残留オーステナイト相を含む第2相の複合組織とすることにより、予歪を付加し低温域にて熱処理を施すと、歪誘起変態したマルテンサイト中に極微細炭化物が歪誘起析出し、引張強さが上昇することを見出した。この歪誘起低温微細析出は、Mo、Cr、Wに加え、Nb、Ti、Vを複合添加することにより、より顕著になることも明らかになった。

【0021】本発明は、上記した知見に基づき、さらに検討して完成されたものである。すなわち、本発明の要旨は下記のとおりである。

(1) 鋼板表面に溶融亜鉛めっき層または合金化溶融亜鉛めっき層を有する溶融亜鉛めっき鋼板であって、組織が、フェライト相および焼戻しマルテンサイト相からなる主相と、体積率で1%以上の残留オーステナイト相を含む第2相との複合組織を有することを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつΔT_S：80MPa以上になる歪時効硬化特性に優れた高延性溶融亜鉛めっき鋼板。

(2) (1)において、前記鋼板が、質量%で、C：0.20%以下、Si：2.0%以下、Mn：3.0%以下、P：0.1%以下、S：0.02%以下、Al：0.3%以下、N：0.02%

以下、Cu：0.5～3.0%を含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有することを特徴とする高延性溶融亜鉛めっき鋼板。

(3) (2)において、前記組成に加えてさらに、質量%で、次A群～C群

A群：Ni：2.0%以下

B群：Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下

C群：Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下

のうちの1群または2群以上を含有することを特徴とする高延性溶融亜鉛めっき鋼板。

(4) (1)において、前記鋼板が、質量%で、C：0.20%以下、Si：2.0%以下、Mn：3.0%以下、P：0.1%以下、S：0.02%以下、Al：0.3%以下、N：0.02%以下を含み、さらに、Mo：0.05～2.0%、Cr：0.05～2.0%、W：0.05～2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる組成を有することを特徴とする高延性溶融亜鉛めっき鋼板。

(5) (4)において、前記組成に加えてさらに、質量%で、Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下含有することを特徴とする高延性溶融亜鉛めっき鋼板。

(6) 質量%で、C：0.20%以下、Si：2.0%以下、Mn：3.0%以下、P：0.1%以下、S：0.02%以下、Al：0.3%以下、N：0.02%以下、Cu：0.5～3.0%を含む組成を有する鋼板に、A_{c1}変態点以上の温度に加熱したのち急冷する一次熱処理工程を施したのち、(A_{c1}変態点)～(A_{c3}変態点)の範囲の温度に加熱する二次熱処理工程を施し、ついで鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成する溶融亜鉛めっき処理工程を施すことを特徴とする、プレス成形性に優れ、かつΔT_S：80MPa以上になる歪時効硬化特性に優れた高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(7) (6)において、前記一次熱処理工程と前記二次熱処理工程の間に、鋼板を酸洗する酸洗処理工程を施すことを特徴とする高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(8) (6)または(7)において、前記溶融亜鉛めっき処理工程について、前記溶融亜鉛めっき層の合金化処理を行う合金化処理工程を施すことを特徴とする高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(9) (6)ないし(8)のいずれかにおいて、前記鋼板に代えて、質量%で、C：0.20%以下、Si：2.0%以下、Mn：3.0%以下、P：0.1%以下、S：0.02%以下、Al：0.3%以下、N：0.02%以下を含み、さらに、Mo：0.05～2.0%、Cr：0.05～2.0%、W：0.05～2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下含有する組成を有する鋼板とすることを特徴とす

る高延性溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0022】

【発明の実施の形態】本発明の溶融亜鉛めっき鋼板は、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層あるいは合金化溶融亜鉛めっき層が形成されためっき鋼板である。本発明の溶融亜鉛めっき鋼板は、引張強さ $T S$ ：440MPa以上の高張力溶融亜鉛めっき鋼板であり、プレス成形性に優れ、かつプレス成形後の比較的低い温度での熱処理により、引張強さが顕著に上昇し、 $\Delta T S$ ：80MPa以上になる歪時効硬化特性に優れためっき鋼板である。鋼板は熱延板あるいは冷延板いずれとしてもよい。

【0023】本発明の溶融亜鉛めっき鋼板は、高い延性(EI)を有し、優れたプレス成形性を有する鋼板とするために、組織を、フェライト相および焼戻しマルテンサイト相からなる主相と、体積率で1%以上の残留オーステナイト相を含む第2相との複合組織とする必要がある。なお、本発明でいう、焼戻しマルテンサイト相とは、ラス状のマルテンサイトを加熱することにより生成する相を指す。すなわち、焼戻しマルテンサイト相は、加熱(焼戻し)前のラス状マルテンサイトのラス形態を引き継いだ微細な内部構造を有することが特徴である。一方、焼戻しマルテンサイト相は加熱(焼戻し)によって軟質化し、マルテンサイトに比べて十分な塑性変形能を有し、鋼板の延性向上に有効な相である。また、本発明でいう、主相とは、体積率で50%以上を占める組織をいうものとする。なお、ラス状マルテンサイトとは、電子顕微鏡で観察すると、細長い板状のマルテンサイトの束よりなっているものを指す。

【0024】本発明鋼板では、主相である、フェライト相および焼戻しマルテンサイト相の組織合計は体積率で50%以上とすることが好ましい。フェライト相および焼戻しマルテンサイト相の組織合計が体積率で50%未満では、高い延性を確保することが困難となりプレス成形性が低下する。さらに良好な延性が要求される場合には、主相であるフェライト相と焼戻しマルテンサイト相の組織合計は体積率で80%以上とするのが好ましい。なお、複合組織の利点を利用するため、フェライト相と焼戻しマルテンサイト相の組織合計は98%以下とするのが好ましい。なお、主相を形成するフェライト相は全組織に対する体積率で30%以上、焼戻しマルテンサイト相は全組織に対する体積率で20%以上とすることが好ましい。フェライト相の体積率が30%未満あるいは焼戻しマルテンサイト量が20%未満では、顕著な延性向上効果が期待できない。

【0025】また、本発明では、第2相として、残留オーステナイト相を、全組織に対する体積率で1%以上含有する。残留オーステナイト相が1%未満では、高い延性(EI)を得ることができない。なお、より高い延性を得るためには、残留オーステナイト相は2%以上含有することが好ましく、より好ましくは3%以上である。

なお、第2相は、体積率で1%以上の残留オーステナイト相単独としても、あるいは体積率で1%以上の残留オーステナイト相と、副相としてそれ以外のパーライト相、ベイナイト相、マルテンサイト相のいずれかとの混合としてもよく、とくに限定されない。

【0026】上記した組織を有する溶融亜鉛めっき鋼板は、高延性を有し、プレス成形性に優れ、かつ歪時効硬化特性に優れた鋼板である。本発明でいう、「歪時効硬化特性に優れた」とは、上記したように、引張塑性歪量5%以上の予変形処理後、150～350℃の範囲の温度で保持時間：30s以上の熱処理を施したとき、この熱処理前後の引張強さ増加量 $\Delta T S$ {=(熱処理後の引張強さ)-(予変形処理前の引張強さ)}が80MPa以上となることを意味する。なお、望ましくは $\Delta T S$ は100MPa以上である。この熱処理により降伏応力も上昇し、 $\Delta Y S$ {=(熱処理後の降伏応力)-(予変形処理前の降伏応力)}：80MPa以上が得られることはいうまでもない。

【0027】歪時効硬化特性を規定する場合、予歪(予変形)量は重要な因子である。本発明者らは、自動車用鋼板が適用される変形様式を想定して、予歪量がその後の歪時効硬化特性に及ぼす影響について調査した。その結果、極めて深い絞り加工以外はおおむね1軸相当歪(引張歪)量で整理できること、また、実部品においては、この1軸相当歪量がおおむね5%を上回っていること、また、部品強度が予歪5%の歪時効処理後に得られる強度と良く対応すること、が明らかになった。これらのことから、本発明では、熱処理の予歪(変形)5%以上の引張塑性歪とした。

【0028】従来の塗装焼付処理条件は、170℃×20minが標準として採用されているが、本発明におけるように、極微細Cuあるいは微細炭化物の析出強化を利用する場合には、熱処理温度は150℃以上が必要となる。一方、350℃を超える条件では、その効果が飽和し、逆にやや軟化する傾向を示す。また、350℃を超える温度に加熱すると、熱歪やテンパーカラーの発生などが顕著となる。このようなことから、本発明では、歪時効硬化のための熱処理温度は150～350℃とした。なお、熱処理温度における保持時間は30s以上とする。熱処理の保持時間については、150～350℃ではおおむね30s程度以上保持すれば、ほぼ十分な歪時効硬化が達成される。より大きな安定した歪時効硬化を得たい場合は60s以上とするのが望ましく、より好ましくは300s以上である。

【0029】予変形後の熱処理における加熱方法は、とくに限定されないが、通常の塗装焼付処理におけるように、炉による雰囲気加熱以外に、たとえば誘導加熱、無酸化炎、レーザー、プラズマなどによる加熱などがいずれも好適である。また、鋼板の温度を高めてプレスする、いわゆる温間プレスも、本発明においては極めて有効な方法である。つぎに、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板の組成限定理由について説明する。なお、質量%は単に

%と記す。

【0030】C：0.20%以下

Cは、鋼板の強度を増加し、さらにフェライトおよび焼戻しマルテンサイトからなる主相と残留オーステナイトを含む第2相との複合組織の形成を促進する元素であり、本発明では複合組織形成の観点から0.01%以上含有するのが好ましい。一方、0.20%を超える含有は、鋼中の炭化物の分率が増加し、延性、さらにはプレス成形性を低下させる。さらに、より重要な問題として、C含有量が0.20%を超えると、スポット溶接性、アーク溶接性等が顕著に低下する。このため、本発明では、Cは0.20%以下に限定した。なお、成形性の観点からは0.18%以下とするのが好ましい。

【0031】Si：2.0%以下

Siは、鋼板の延性を顕著に低下させることなく、鋼板を高強度化させることができる有用な強化元素であるとともに、残留オーステナイトを得るために必要な元素であり、0.1%以上含有するのが好ましい。一方、その含有量が2.0%を超えると、プレス成形性の劣化を招くとともに、めっき性を低下させる。このため、Siは2.0%以下に限定した。

【0032】Mn：3.0%以下

Mnは、鋼を強化する作用があり、また、Sによる熱間割れを防止する有効な元素であり、含有するS量に応じて含有するのが好ましい。このような効果は、0.5%以上の含有で顕著となる。一方、3.0%を超える含有は、プレス成形性および溶接性が劣化する。このため、本発明ではMnは3.0%以下に限定した。なお、より好ましくは1.0%以上である。

【0033】P：0.10%以下

Pは、鋼を強化する作用があり、本発明では、0.005%以上含有することが強度確保するうえで好ましいが、過剰に含有するとプレス成形性が劣化する。このため、本発明ではPは0.10%以下に限定した。なお、より優れたプレス成形性が要求される場合には、0.08%以下とするのが好ましい。

【0034】S：0.02%以下

Sは、鋼板中では介在物として存在し、鋼板の延性、成形性、とくに伸びフランジ成形性の劣化をもたらす元素であり、できるだけ低減するのが好ましいが、0.02%以下に低減するとさほど悪影響をおよぼさなくなるため、本発明ではSは0.02%を上限とした。なお、より優れた伸びフランジ成形性を要求される場合には、Sは0.010%以下とするのが好ましい。

【0035】Al：0.30%以下

Alは、鋼の脱酸元素として添加され、鋼の清浄度を向上させるのに有用な元素であるとともに、残留オーステナイトの形成にも有効な元素であり、本発明では、0.01%以上含有することが好ましいが、0.30%を越えて過剰に含有してもより効果が飽和し含有量に見合う効果が得ら

れず、逆にプレス成形性が劣化する。このため、Alは0.30%以下に限定した。なお、本発明では、Al脱酸以外の脱酸方法による溶製方法を排除するものではなく、たとえばTi脱酸やSi脱酸を行ってもよく、これらの脱酸法による鋼板も本発明の範囲に含まれる。その際、CaやREM等を溶鋼に添加しても、本発明鋼板の特徴はなんら阻害されことはない。CaやREM等を含む鋼板も本発明範囲に含まれるのは、勿論である。

【0036】N：0.02%以下

Nは、固溶強化や歪時効硬化で鋼板の強度を増加させる元素であり、0.001%以上含有することが好ましいが、0.02%を超えて含有すると、鋼板中に窒化物が増加し、それにより鋼板の延性、さらにはプレス成形性が顕著に劣化する。このため、Nは0.02%以下に限定した。なお、よりプレス成形性の向上が要求される場合には0.01%以下とするのが好適である。

【0037】Cu：0.5～3.0%

Cuは、鋼板の歪時効硬化（予変形—熱処理後の強度増加）を顕著に増加させる元素であり、本発明において最も重要な元素である。Cu含有量が0.5%未満では、たとえ予変形—熱処理条件を変化させても、 $\Delta T S$ ：80MPa以上の引張強さの増加は得られない。このため、本発明では、Cuは0.5%以上の含有を必要とする。一方、3.0%を超える含有は、効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できず経済的に不利となるうえ、プレス成形性の劣化を招き、さらに鋼板の表面性状が悪化する。このため、Cuは0.5～3.0%に限定した。なお、より大きな $\Delta T S$ と優れたプレス成形性とを両立させるためには、Cuは1.0～2.5%の範囲にするのが好ましい。

【0038】また、本発明では、上記したCuを含有する組成に加えてさらに、次A群～C群

A群：Ni：2.0%以下

B群：Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下

C群：Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下

のうちの1群または2群以上を含有することが好ましい。

【0039】A群：Ni：2.0%以下

A群：Niは、Cu添加時に鋼板表面に発生する表面欠陥の防止に有効であり、必要に応じ含有できる。含有する場合には、その含有量は、Cu含有量に依存し、およそCu含有量の半分程度、具体的にはCu含有量の30～80%程度とするのが好ましい。なお、2.0%を超えて含有しても、効果が飽和し含有量に見合う効果が期待できなく経済的に不利となるうえ、逆にプレス成形性が劣化する。このようなことから、Niは2.0%以下に限定するのが好ましい。

【0040】B群：Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下

B群:Cr、Moは、いずれもMnと同様に鋼を強化する作用を有しており、必要に応じ選択して含有できる。しかし、Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%を超えて含有すると、プレス成形性が低下する。このため、B群:Cr、Moのうちの1種または2種を合計で2.0%以下に限定するのが好ましい。なお、プレス性の観点からCrは0.1%以上、Moは0.1%以上とすることが好ましい。

【0041】C群:Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下

C群:Nb、Ti、Vは、いずれも炭化物形成元素であり、炭化物の微細分散により高強度化に有効に作用し、必要に応じ選択して含有できる。しかし、Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%を超えて含有すると、プレス成形性が劣化する。このため、Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で0.2%以下に限定することが好ましい。なお、Nbは0.01%以上、Tiは0.01%以上、Vは0.01%以上とすることで、上記した効果を有利に得ることができる。

【0042】また、本発明では、Cuに代えて、Mo:0.05~2.0%、Cr:0.05~2.0%、W:0.05~2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下含有してもよい。

Mo:0.05~2.0%、Cr:0.05~2.0%、W:0.05~2.0%のうちから選ばれた1種または2種以上を合計で2.0%以下

Mo、Cr、Wはいずれも、鋼板の歪時効硬化(予変形-熱処理後の強度増加)を顕著に増加させる元素であり、本発明において最も重要な元素であり選択して含有できる。これらMo、Cr、Wの1種または2種以上を含有させ、さらにフェライト相と焼戻しマルテンサイト相からなる主相と残留オーステナイト相を体積率で1%以上含む第2相とからなる複合組織とすることにより、5%以上の予歪の付加と低温熱処理により、残留オーステナイトがマルテンサイトに歪誘起変態し、さらに歪誘起変態したマルテンサイト中に微細炭化物の歪誘起低温微細析出が起これ、 $\Delta T S: 80\text{MPa}$ 以上の引張強さの増加が得られる。これら元素の含有量がそれぞれ0.05%未満では、鋼板組織および予変形-熱処理条件を変化させても、 $\Delta T S: 80\text{MPa}$ 以上の引張強さの増加は得られない。このため、本発明では、Mo、Cr、Wはそれぞれ0.05%以上含有することが好ましい。一方、Mo、Cr、Wがそれぞれ2.0%を超えて含有しても、効果が飽和し含有量に見合う効果が期待できず経済的に不利となるうえ、プレス成形性の劣化を招く。このため、Mo、Cr、Wはそれぞれ0.05~2.0%に限定し、さらにそれらの合計含有量も2.0%以下に限定することが好ましい。

【0043】また、上記したMo、Cr、Wの1種または2種以上を含有する組成に加えてさらに、Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で2.0%以下含有するこ

とが好ましい。

Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で2.0%以下

Nb、Ti、Vはいずれも、炭化物形成元素であり、Mo、Cr、Wの1種または2種以上を含有する場合に必要な応じ選択して含有できる。しかし、Nb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を合計で2.0%を超えて含有すると、プレス成形性が劣化する。このため、Nb、Ti、Vは合計で2.0%以下に限定するのが好ましい。Mo、Cr、Wの1種または2種以上を含有し、さらにこれらNb、Ti、Vのうちの1種または2種以上を含有したうえ、組織をフェライト相と焼戻しマルテンサイトとからなる主相と残留オーステナイト相を含む第2相との複合組織とすることにより、予変形-熱処理時に歪誘起変態したマルテンサイト中に微細複合炭化物が形成され、歪誘起低温微細析出が誘発されて起これ、 $\Delta T S: 80\text{MPa}$ 以上の引張強さの増加が得られる。このような効果を得るためには、それぞれNbは0.01%以上、Tiは0.01%以上、Vは0.01%以上含有することが好ましく、1種または2種以上を必要に応じ選択して含有できる。

【0044】なお、上記した成分以外に、とくに限定していないが、B:0.1%以下、Ca:0.1%以下、Zr:0.1%以下、REM:0.1%以下等を含有してもなんら問題はない。上記した成分以外の残部はFeおよび不可避免的不純物である。不可避免の不純物としては、Sb:0.01%以下、Sn:0.1%以下、Zn:0.01%以下、Co:0.1%以下が許容できる。

【0045】つぎに、本発明の溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法について説明する。本発明の溶融亜鉛めっき鋼板は、上記した組成を有する鋼板に、 A_{c1} 変態点以上の温度に加熱したのち急冷する一次熱処理工程を施した後、連続溶融亜鉛めっきを行うラインで、(A_{c1} 変態点)~(A_{c3} 変態点)の範囲の、フェライト+オーステナイトの二相域の温度に加熱する二次熱処理工程と、ついで鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成する溶融亜鉛めっき処理工程とを順に施すことにより、製造するのが好ましい。

【0046】なお、使用する鋼板は、熱延鋼板、冷延鋼板いずれも好適である。使用する鋼板の好適な製造方法について、以下に説明するが、本発明ではこれに限定されるものではないことはいうまでもない。まず、熱延鋼板(熱延板)の好適な製造方法について説明する。使用する素材(鋼スラブ)は、成分のマクロ偏析を防止するために連続鋳造法で製造するのが好ましいが、造塊法、薄スラブ鋳造法で製造してもよい。また、鋼スラブを製造したのち、いったん室温まで冷却し、その後再度加熱する従来法に加え、冷却しないで、温片のままで加熱炉に挿入する、あるいはわずかの保熱をおこなった後に直ちに圧延する直送圧延・直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。

【0047】まず、素材（鋼スラブ）を加熱し、熱間圧延を施し熱延板とする熱延工程を施す。熱延工程は所望の板厚の熱延板が製造できる条件であれば通常公知の条件でとくに問題はない。なお、好ましい熱延条件は下記のとおりである。

スラブ加熱温度：900℃以上

スラブ加熱温度は、Cu含有鋼の場合には、Cu起因の表面欠陥を防止するために低い方が望ましい。しかし、加熱温度が900℃未満では、圧延荷重が増大し、熱間圧延時のトラブル発生の危険が増大する。なお、酸化重量の増加にともなうスケールロスの増大などから、スラブ加熱温度は1300℃以下とすることが望ましい。なお、スラブ加熱温度を低くし、かつ熱間圧延時のトラブルを防止するといった観点から、シートバーを加熱する、いわゆるシートバーヒーターを活用することは、有効な方法であることは言うまでもない。

【0048】仕上圧延終了温度：700℃以上

仕上圧延終了温度FDTを700℃以上とすることにより、冷延および再結晶焼鈍後に優れた成形性が得られる均一な熱延母板組織を得ることができる。一方、仕上圧延終了温度が700℃未満では、熱延母板組織が不均一となるとともに、熱間圧延時の圧延荷重が高くなり、熱間圧延時のトラブルが発生する危険性が増大する。このようなことから、熱延工程のFDTは700℃以上とするのが好ましい。

【0049】巻取温度：800℃以下

巻取温度CTは、800℃以下とするのが好ましく、より好ましくは200℃以上である。CTが800℃を超えると、スケールが増加しスケールロスにより歩留りが低下する傾向となる。なお、CTが200℃未満となると、鋼板形状が顕著に乱れ、実際の使用にあたり不具合を生じる危険性が増大する。

【0050】このように、本発明で好適に使用できる熱延鋼板は、スラブを900℃以上に加熱した後、仕上圧延終了温度：700℃以上とする熱間圧延を施し、800℃以下好ましくは200℃以上の巻取温度で巻き取り熱延板とするのが好ましい。なお、上記した熱延工程では、熱間圧延時の圧延荷重を低減するために仕上圧延の一部または全部を潤滑圧延としてもよい。潤滑圧延を行うことは、鋼板形状の均一化、材質の均一化の観点からも有効である。なお、潤滑圧延の際の摩擦係数は0.25～0.10の範囲とすることが好ましい。また、相前後するシートバー同士を接合し、連続的に仕上圧延する連続圧延プロセスとすることが好ましい。連続圧延プロセスを適用することは、熱間圧延の操業安定性の観点からも望ましい。

【0051】また、スケールが付着したままの熱延板に熱延板焼鈍を施し、鋼板表層に内部酸化層を形成させてもよい。内部酸化層の形成は、Si、Mn、P等の表面濃化防止のため溶融亜鉛めっき性を向上させる。上記した方法で製造された熱延板を、めっき原板としてもよいが、

さらに上記した熱延板に冷延工程を施した冷延板をめっき原板として使用してもよい。

【0052】冷延工程では、熱延板に冷間圧延を施す。冷間圧延条件は、所望の寸法形状の冷延板とすることができればよく、とくに限定されないが、冷間圧延時の圧下率は40%以上とすることが好ましい。圧下率が40%未満では、後工程である一次熱処理時に、再結晶が均一に起こりにくくなるからである。本発明では、上記した鋼板（熱延板または冷延板）に、まず、Ac1変態点以上の温度に加熱したのち急冷する一次熱処理工程を施す。

【0053】一次熱処理工程における加熱は、Ac1変態点以上、好ましくは（Ac3変態点-50℃）以上、より好ましくはAc3変態点以上の温度に保持する加熱とすることが好ましい。加熱後、Ms点以下の温度まで10℃/s以上の冷却速度で鋼板を急冷することが好ましい。この一次熱処理工程により、鋼板には、ラス状マルテンサイトが生成される。本発明では、この一次熱処理工程により、ラス状マルテンサイトを形成させることが最も重要な点である。鋼板中にラス状マルテンサイトが形成されなければ、その後の工程において、残留オーステナイト相を含む第2相を形成させることは難しい。

【0054】なお、メッキ母板として、最終熱間圧延が（Ar3変態点-50）℃以上の温度で行われた熱延鋼板を使用する場合には、最終圧延後の冷却時に、Ms点以下の温度まで10℃/s以上の冷却速度で急冷することにより、この一次熱処理工程を代替することができる。上記した一次熱処理工程により、ラス状マルテンサイトを生成させた鋼板は、ついで、連続溶融亜鉛めっきを行うラインで、さらにAc1変態点～Ac3変態点の温度域に加熱、保持する二次熱処理工程を施される。この二次熱処理工程により、一次熱処理工程で形成されたラス状マルテンサイトを焼戻しマルテンサイトとするとともに、残留オーステナイトを生成するため組織の一部再オーステナイト化が図られる。

【0055】二次熱処理工程における、加熱、保持温度が、Ac1変態点未満では、残留オーステナイトが得られない。また、加熱、保持温度がAc3変態点を超えると、鋼板組織全体が再オーステナイト化し、焼戻しマルテンサイトが消失する。このようなことから、二次熱処理における加熱、保持温度はAc1変態点～Ac3変態点の温度範囲の温度とすることが好ましい。

【0056】二次熱処理工程でAc1変態点～Ac3変態点の温度範囲に加熱、保持された鋼板は、ついで、残留オーステナイト形成の観点から、該加熱、保持温度から5℃/s以上の冷却速度で、500℃以下の温度まで冷却されるのが好ましい。これにより、鋼板の組織は、フェライト相と焼戻しマルテンサイト相からなる主相と、残留オーステナイト相を含む第2相との複合組織とすることができる。

【0057】二次熱処理を施された鋼板は、続いて、連

統溶融亜鉛めっきを行うラインで、溶融亜鉛めっき処理工程を施される。溶融亜鉛めっき処理は、通常、連続溶融亜鉛めっきラインで行われている処理条件（亜鉛浴温度：450～500℃）でよく、とくに処理条件は限定する必要はない。しかし、極端に高温でのめっきは、めっき特性が劣るため500℃以下とすることが好ましい。また、450℃未満でのめっきは、めっき特性の劣化という問題もある。なお、残留オーステナイト形成の観点からは、溶融亜鉛めっき処理の温度から300℃までの冷却速度を、5℃/s以上とすることが好ましい。

【0058】また、めっき処理後、必要に応じ目付量調整のためワイピングを行ってもよい。また、溶融亜鉛メッキ処理後、メッキ層の合金化処理を施してもよい。合金化処理は、溶融亜鉛メッキ処理後、450～550℃の温度域まで再加熱して行うことが好ましい。合金化処理温度が450℃未満では、合金化の進行が遅く生産性が低下する。一方、550℃を超えると、めっき特性が劣化するとともに、必要な残留オーステナイト量の確保が困難となり、鋼板の延性が低下する。

【0059】なお、合金化処理後は、5℃/s以上の冷却速度で300℃まで冷却するのが好ましい。合金化処理後の冷却速度が極端に小さい場合には必要な残留オーステナイトの確保が困難になる。なお、本発明では、一次熱処理工程と溶融亜鉛めっき工程の間に、一次熱処理工程で、鋼板表面に形成された鋼中成分の表面濃化層を除去する酸洗処理を行うことが、めっき性改善のために好ましい。一次熱処理により、鋼板表面には、鋼中成分のPが濃化し、また、Si、Mn、Cr等が酸化物として濃化する、表面濃化層が形成される。この表面濃化層を酸洗処理により除去し、その後の連続溶融亜鉛めっきラインで還元雰囲気中で焼鈍を行うことが、めっき性の改善に有利となる。

【0060】また、溶融亜鉛めっき処理工程後、あるいは合金化処理工程後に、形状矯正、表面粗度等の調整のために、10%以下の調質圧延工程を加えてもよい。また、本発明鋼板には、溶融亜鉛めっき後、Fe-Pめっきなどの特殊な処理を施して、化成処理性、溶接性、プレス成形性および耐食性等の改善を行ってもよい。

【0061】

【実施例】（実施例1）表1に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法でスラブとした。ついで、これらスラブを、表2に示す条件の熱間圧延により熱延鋼帯（熱延板）にした。これら熱延鋼帯（熱延板）を酸洗した後、連続焼鈍ライン（CAL）で、表2に示す条件で一次熱処理工程を施し、引き続き連続溶融亜鉛めっきライン（CGL）で、表2に示す条件で二次熱処理工程を行ったのち、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成する溶融亜鉛めっき処理を行う溶融亜鉛めっき処理工程を施した。ついで、表2に示す条件で溶融亜鉛めっき層の合金化処理を行う合金化処理工程を施した。なお、一部の鋼板は溶

融亜鉛めっき処理のままとした。

【0062】また、熱延鋼帯（熱延板）を、さらに酸洗したのち、表2に示す条件で冷延工程により冷延鋼帯（冷延板）とした。これら冷延鋼帯（冷延板）を、連続焼鈍ライン（CAL）で、表2に示す条件で一次熱処理工程を施し、引き続き、連続溶融亜鉛めっきライン（CGL）で、表2に示す条件で二次熱処理工程を施したのち、溶融亜鉛めっき処理工程を施した。ついで、表2に示す条件で合金化処理工程を施した。なお、一部の鋼板は溶融亜鉛めっき処理のままとした。

【0063】なお、一次熱処理工程を経た一部の鋼板には、連続溶融亜鉛めっきライン（CGL）での二次熱処理工程に先立ち、表2に示す酸洗処理を施した。酸洗処理は、CGL入側の酸洗槽にて行った。なお、亜鉛めっき浴温は460～480℃の範囲とし、浸漬する鋼板の温度は、めっき浴温以上、（浴温+10℃）以下とした。また、合金化処理は、480～540℃の温度範囲に再加熱し、その温度に15～28s間保持した。なお、合金化処理後の冷却速度は10℃/sとした。これらめっき鋼板には、さらに1.0%の調質圧延を施した。

【0064】上記した工程より得られた溶融亜鉛めっき鋼板（鋼帯）について、微視組織、引張特性、歪時効硬化特性、穴抜け率を求めた。なお、プレス成形性は、伸びE1（延性）および穴抜け率から評価した。

（1）微視組織

鋼板の微視組織は、鋼板の圧延方向断面（L断面）を光学顕微鏡あるいは走査型電子顕微鏡を用いて観察した。フェライト、ラス状マルテンサイト、焼戻しマルテンサイトおよびマルテンサイトの組織分率については、倍率1000倍の断面組織写真を用いて、画像解析により各組織の組織分率を求め、該当相の体積率とした。また、残留オーステナイト量は、鋼板を板厚方向の中心面まで研磨し、板厚中心面での回折X線強度測定により求めた。入射X線にはMoK α 線を使用し、フェライト相の{111}、{200}、{221}の各面の回折X線強度に対する残留オーステナイト相の{200}、{220}、{311}各面の回折X線強度比を求め、これらの平均値を残留オーステナイト相の体積率とした。

（2）引張特性

得られた鋼帯から、JIS 5号引張試験片を圧延方向に直行する方向に採取し、JIS Z 2241の規定に準拠して引張試験を行い、降伏強さYS、引張強さTS、伸びE1を求めた。

（3）歪時効硬化特性

得られた鋼帯から、JIS 5号引張試験片を圧延方向に直行する方向に採取し、予変形（引張予歪）として5%の塑性変形を与えて、ついで250℃×20minの熱処理を施したのち、引張試験を実施し、熱処理後の引張特性（降伏応力YS_n、引張強さTS_n）を求め、 $\Delta YS = YS_n - YS$ 、 $\Delta TS = TS_n - TS$ を算出した。なお、Y

S_m 、 $T S_m$ は予変形—熱処理後の降伏応力、引張強さであり、 $Y S$ 、 $T S$ は鋼帯の降伏応力、引張強さである。

(4) 穴抜け率

得られた鋼帯から採取した試験片に、日本鉄鋼連盟の規定 JFS T 1001-1996 に準拠して10mmφのポンチで打ち抜いてポンチ穴を形成したのち、頂角60°の円錐ポンチを用い、ばりが外側になるようにして、板厚を貫通する割*

* れが発生するまで穴抜け試験を行い、穴抜け率 λ を求めた。穴抜け率 λ は、 $\lambda (\%) = \{ (d - d_0) / d_0 \} \times 100$ で求めた。なお、 d_0 : 初期穴径 (ポンチ径)、 d : 割れ発生時の内穴径である。

【0065】これらの結果を表3に示す。

【0066】

【表1】

鋼 No	化 学 成 分 (質量%)											変態点 (°C)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	Ni	Cr, Mo	Nb, Ti, V	Ac ₁	Ac ₃
A	0.08	0.72	2.05	0.01	0.003	0.032	0.002	1.48	—	—	—	715	875
B	0.07	0.52	2.22	0.01	0.001	0.033	0.002	1.44	0.62	Mo:0.15	—	720	870
C	0.09	0.77	1.85	0.01	0.004	0.028	0.002	1.28	0.55	Cr:0.15	—	725	875
D	0.08	0.65	1.95	0.01	0.005	0.032	0.002	1.33	0.42	—	Nb:0.01, Ti:0.01, V:0.01	715	870
E	0.07	0.55	2.05	0.01	0.004	0.033	0.002	0.14	—	—	—	715	875
F	0.08	0.70	2.22	0.01	0.003	0.033	0.002	0.72	—	—	—	715	870
G	0.07	0.68	1.85	0.01	0.005	0.036	0.002	0.95	—	—	—	715	875
H	0.08	0.77	2.05	0.01	0.003	0.032	0.002	1.45	0.75	—	—	715	870
I	0.09	0.80	1.85	0.01	0.002	0.028	0.002	1.29	—	Cr:0.12	—	720	875
J	0.07	0.75	2.05	0.01	0.005	0.030	0.002	1.38	—	Mo:0.15	—	715	870
K	0.08	0.68	1.95	0.01	0.003	0.025	0.002	1.40	—	—	Nb:0.01	720	875
L	0.07	0.70	2.10	0.01	0.004	0.030	0.002	1.35	—	—	Ti:0.01	715	870
M	0.08	0.75	1.80	0.01	0.002	0.031	0.002	1.25	—	—	V:0.01	725	870
N	0.09	0.68	2.00	0.01	0.003	0.035	0.002	1.35	0.60	Cr:0.13, Mo:0.15	Nb:0.01, V:0.01	710	875

【0067】

30 【表2】

鋼板No	鋼種	スラブ加熱温度 (℃)	熱延工程			冷延工程		一次熱処理工程			酸洗処理	二次熱処理工程			溶融亜鉛めっき		合金化処理工程		鋼圧
			仕上圧延終了温度 FDT ℃	巻取温度 CT ℃	仕上板厚 mm	冷延圧下率 %	仕上板厚 mm	ライン	加熱温度 ℃	冷却速度 ℃/s		ラインの種類	加熱温度 ℃	冷却速度 ℃/s	ラインの種類	めっき後冷却速度 ℃/s	温度 ℃	圧下率 %	
1	A	1250	850	600	1.2	—	—	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2	B	1250	850	600	1.2	—	—	CAL	880	20	—	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
3	B										有り	CGL	780	20	CGL	10	合金化	500	1.0
4	B											CGL	980	20	CGL	10	合金化	500	1.0
5	B											CGL	650	20	CGL	10	合金化	500	1.0
6	C	1250	850	600	1.2	—	—	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
7	D	1250	850	600	1.2	—	—	CAL	880	20	有り	CGL	810	20	CGL	10	合金化	500	1.0
8	E	1250	850	600	1.2	—	—	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
9	F	1250	850	600	1.2	—	—	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
10	G	1250	850	600	1.2	—	—	CAL	880	20	有り	CGL	780	20	CGL	10	非合金化	—	1.0
11	A	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
12	B	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	—	CGL	820	20	CGL	10	合金化	500	1.0
13	B							CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
14	B							CAL	880	20	有り	CGL	980	20	CGL	10	合金化	500	1.0
15	B							CAL	880	20	有り	CGL	680	20	CGL	10	合金化	500	1.0
16	C	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
17	D	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
18	E	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	780	20	CGL	10	非合金化	—	1.0
19	F	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
20	G	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
21	H	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	820	20	CGL	10	合金化	500	1.0
22	I	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
23	J	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
24	K	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
25	L	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
26	M	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
27	N	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0

※) 180℃までの冷却速度

【0068】

* * 【表3】

鋼板No	鋼種No	微視組織						めっき板特性				予変形-熱処理後特性		歪時効硬化特性		穴抜け 穴抜け率λ	備考
		主相			第2相			引張特性				YS _{0.2} MPa	TS _{0.2} MPa	ΔYS MPa	ΔTS MPa		
		フェライト 体積率 %	焼戻カテナイト 体積率 %	体積率 %	種類*	残留オーステナイト 体積率%	体積率 %	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	TS×EI MPa %						
1	A	57	35	92	A.B	5	8	470	620	34	21080	700	775	230	155	140	本発明例
2	B	52	40	92	A.B	4	8	480	640	33	21120	725	805	245	165	135	本発明例
3	B	51	40	91	A.B	5	9	470	620	34	21080	710	785	240	165	135	本発明例
4	B	0	0	0	M.P.B	0	100	670	710	11	7810	710	740	40	30	65	比較例
5	B	60	40	100	—	0	0	620	650	12	7800	650	675	30	25	130	比較例
6	C	58	35	93	A.B	4	7	470	630	34	21420	710	785	240	155	135	本発明例
7	D	57	35	92	A.B	5	8	490	650	33	21450	725	805	235	155	130	本発明例
8	E	53	40	93	A.B	7	7	380	510	42	21420	480	530	100	20	60	比較例
9	F	37	55	92	A.B	4	8	430	570	37	21090	650	720	220	150	140	本発明例
10	G	53	40	93	A.B	5	7	450	590	36	21240	675	745	225	155	135	本発明例
11	A	57	35	92	A.B	7	8	470	630	34	21420	715	790	245	160	145	本発明例
12	B	52	40	92	A.B	5	8	500	660	32	21120	750	830	250	170	140	本発明例
13	B	53	40	93	A.B	6	7	480	640	33	21120	730	810	250	170	140	本発明例
14	B	0	0	0	M.P.B	0	100	680	720	12	8540	720	750	40	30	70	比較例
15	B	65	35	100	—	0	0	620	650	11	7280	650	685	30	25	60	比較例
16	C	52	40	92	A.B	4	8	490	650	33	21450	730	810	240	160	140	本発明例
17	D	53	40	93	A.B	5	7	500	660	32	21120	735	815	235	155	135	本発明例
18	E	48	45	93	A.B	4	7	390	520	41	21320	490	540	100	20	60	比較例
19	F	44	50	94	A.B	5	6	440	580	37	21460	655	725	215	145	135	本発明例
20	G	57	35	92	A.B	5	8	450	600	35	21000	675	750	225	150	140	本発明例
21	H	51	40	91	A.B	5	9	445	590	35	20650	680	755	235	165	130	本発明例
22	I	55	35	90	A.B	5	10	460	610	34	20740	695	770	235	160	135	本発明例
23	J	52	40	92	A.B	4	8	450	600	35	21000	680	755	230	155	130	本発明例
24	K	53	40	93	A.B	5	7	470	620	34	21080	710	780	240	160	130	本発明例
25	L	58	35	91	A.B	6	9	475	630	33	20790	720	795	245	165	135	本発明例
26	M	60	30	90	A.B	5	10	480	610	34	20740	695	770	235	160	130	本発明例
27	N	52	40	92	A.B	4	8	455	600	35	21000	680	755	225	155	130	本発明例

*) M: マルテンサイト、P: パーライト、B: バイナイト、A: 焼戻カテナイト、E: 焼戻カテナイト、F: 焼戻カテナイト、G: 焼戻カテナイト、H: 焼戻カテナイト、I: 焼戻カテナイト、J: 焼戻カテナイト、K: 焼戻カテナイト、L: 焼戻カテナイト、M: 焼戻カテナイト、N: 焼戻カテナイト

*) M: マルテンサイト、P: パーライト、B: ベイナイト、A: 残留オーステナイト

【0069】本発明例は、いずれも、高い伸びE1と大きな穴抜け率λを示して、伸びフランジ成形性に優れるとともに、極めて大きなΔTSを示し、歪時効硬化特性に優れた鋼板となっている。これに対し、本発明の範囲を外れる比較例では、伸びE1が低いか、あるいは穴抜け率λが小さいか、ΔTSが小さく、プレス成形性、歪時効硬化特性が低下した鋼板となっている。

(実施例2) 表4に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続铸造法でスラブとした。ついで、これらスラブを1250℃に加熱したのち、仕上圧延終了温度: 900℃、巻取温度: 600℃とする熱間圧延を施す熱延工程により、板厚4.0mmの熱延鋼帯(熱延板)とした。引き続き、これら熱延鋼帯(熱延板)に酸洗、冷間圧延を施す冷延工程により、板厚1.2mmの冷延鋼帯(冷延板)とした。ついで

で、これら冷延鋼帯（冷延板）に、連続焼鈍ライン（CAL）で、表5に示す条件で一次熱処理工程を施した。引き続き、連続溶融亜鉛めっきライン（CGL）で、表5に示す条件で二次熱処理工程を施し、ついで溶融亜鉛めっき処理工程を施し、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成した。また、表5に示す条件で合金化処理工程を施した。*

* なお、合金化処理後の冷却速度を10℃/sとした。なお、一部の鋼板は溶融亜鉛めっき処理のままとした。

【0070】これらの結果を表6に示す。

【0071】

【表4】

鋼 No	化 学 成 分 (質量%)									変態点 (℃)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr, Mo, W	Nb, Ti, V	Ac ₁	Ac ₃
2-A	0.07	0.77	2.00	0.01	0.003	0.033	0.002	Cr:0.20, Mo:0.43	—	715	870
2-B	0.08	0.55	2.22	0.01	0.001	0.033	0.002	Mo:0.33	Nb:0.04, V:0.05	720	865
2-C	0.08	0.75	1.80	0.01	0.004	0.020	0.002	Mo:0.48	Nb:0.05, Ti:0.03	725	880
2-D	0.09	0.63	1.98	0.01	0.005	0.025	0.002	W:0.54	—	715	865
2-E	0.07	0.65	2.02	0.01	0.003	0.033	0.002	Mo:0.36	Ti:0.05	715	875
2-F	0.08	0.70	1.90	0.01	0.005	0.035	0.002	Cr:0.50	Nb:0.05	715	865
2-G	0.07	0.58	2.08	0.01	0.004	0.032	0.002	—	—	715	865
2-H	0.08	0.75	2.22	0.01	0.004	0.022	0.002	Mo:0.35	—	715	870
2-I	0.08	0.77	1.98	0.01	0.003	0.032	0.002	Cr:0.25	—	710	860
2-J	0.07	0.68	2.05	0.01	0.002	0.035	0.002	Mo:0.15, Cr:0.10, W:0.11	—	720	865
2-K	0.09	0.70	1.98	0.01	0.001	0.028	0.002	Mo:0.25, Cr:0.10	V:0.05	715	865

【0072】

※ ※ 【表5】

鋼 No	鋼 種	スラブ 加熱温度 (℃)	熱延工程			冷延工程		一次熱処理工程			焼 鈍	二次熱処理工程			溶融亜鉛めっき		合金化処理工程		調圧 圧下率 %
			仕上圧延 終了温度 ℃	巻取温度 ℃	仕上 板厚 mm	冷延 圧下率 %	仕上 板厚 mm	ライン	加熱 温度 ℃	冷却 速度 ℃/s		ライン 種類	加熱 温度 ℃	冷却 速度 ℃/s	ライン 種類	めっき後 温度 ℃/s	温度 ℃		
2-1	2-A	1250	850	600	1.2	—	—	CAL	880	20	有り	CGL	780	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-2	2-B	1250	850	600	1.2	—	—	CAL	880	20	—	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-3	2-B											CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-4	2-B											CGL	880	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-5	2-B											CGL	650	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-6	2-C	1250	850	600	1.2	—	—	CAL	880	20	有り	CGL	780	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-7	2-D	1250	850	600	1.2	—	—	CAL	880	20	有り	CGL	820	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-8	2-E	1250	850	600	1.2	—	—	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-9	2-F	1250	850	600	1.2	—	—	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-10	2-G	1250	850	600	1.2	—	—	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	非合金化	—	1.0
2-11	2-A	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-12	2-B	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-13	2-B							CAL	880	20	有り	CGL	780	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-14	2-B							CAL	880	20	有り	CGL	880	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-15	2-B							CAL	880	20	有り	CGL	680	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-16	2-C							CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-17	2-D	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-18	2-E	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	780	20	CGL	10	非合金化	—	1.0
2-19	2-F	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-20	2-G	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	820	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-21	2-H	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-22	2-I	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-23	2-J	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0
2-24	2-K	1250	850	600	4.0	70	1.2	CAL	880	20	有り	CGL	800	20	CGL	10	合金化	500	1.0

※) 880℃までの冷却速度

【0073】

【表6】

鋼板No	鋼種	微 視 組 織						めっき板特性				予変形-熱処理後特性		歪時効硬化特性		穴抜け割合 %	備 考
		主 相			第 2 相			引 張 特 性				YS _{HT} MPa	TS _{HT} MPa	ΔYS MPa	ΔTS MPa		
		720℃ 体積率%	焼鈍フェライト 体積率%	体積率%	種類*	残留フェライト 体積率%	体積率%	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	TS×El MPa %						
2-1	2-A	56	35	91	A,B	6	9	460	610	35	21350	705	780	245	170	140	本発明例
2-2	2-B	52	40	92	A,B	5	8	475	630	34	21420	730	810	255	180	135	本発明例
2-3	2-B	50	40	90	A,B	5	10	460	610	35	21350	715	790	255	180	135	本発明例
2-4	2-B	0	0	0	M,P,B	0	100	660	700	11	7700	720	730	60	30	55	比較例
2-5	2-B	60	40	100	—	0	0	620	660	12	7920	660	685	40	25	125	比較例
2-6	2-C	47	45	92	A,B	5	8	570	620	34	21080	715	790	145	170	135	本発明例
2-7	2-D	53	40	93	A,B	5	7	480	640	33	21120	730	810	250	170	130	本発明例
2-8	2-E	57	35	92	A,B	6	8	390	520	41	21320	620	685	230	165	130	本発明例
2-9	2-F	48	45	93	A,B	5	7	420	560	38	21280	655	725	235	165	140	本発明例
2-10	2-G	53	40	93	A,B	5	7	450	590	36	21240	560	620	110	30	50	比較例
2-11	2-A	53	40	93	A,B	5	7	465	620	34	21080	720	795	255	175	145	本発明例
2-12	2-B	52	40	92	A,B	5	8	490	650	33	21450	755	835	265	185	140	本発明例
2-13	2-B	57	35	92	A,B	5	8	475	630	34	21420	730	810	255	180	140	本発明例
2-14	2-B	0	0	0	M,P,B	0	100	650	710	12	8520	720	740	70	30	60	比較例
2-15	2-B	60	40	100	—	0	0	610	650	11	7150	650	675	40	25	50	比較例
2-16	2-C	53	40	93	A,B	5	7	480	640	33	21120	730	810	250	170	140	本発明例
2-17	2-D	62	30	92	A,B	5	8	490	650	33	21450	740	820	250	170	135	本発明例
2-18	2-E	53	40	93	A,B	4	7	390	520	41	21320	615	680	225	160	140	本発明例
2-19	2-F	49	45	94	A,B	4	6	450	590	36	21240	675	750	225	160	135	本発明例
2-20	2-G	42	50	92	A,B	5	8	460	610	35	21350	700	775	240	165	30	比較例
2-21	2-H	36	55	91	A,B	5	9	470	630	34	21420	710	790	240	160	120	本発明例
2-22	2-I	40	50	90	A,B	4	10	465	620	34	21080	705	785	240	165	120	本発明例
2-23	2-J	50	40	90	A,B	5	10	480	640	33	21120	720	800	240	160	130	本発明例
2-24	2-K	51	40	91	A,B	5	9	470	620	34	21080	700	775	230	155	120	本発明例

* M: マルテンサイト, P: パーライト, B: バイナイト, A: 残留オーステナイト

【0074】本発明例は、いずれも、高い伸びE1と高い穴抜け率λを示し、プレス成形性に優れるとともに、極めて大きなΔTSを示し、歪時効硬化特性に優れた鋼板となっている。これに対し、本発明の範囲を外れる比較例では、伸びE1が低いか、λが低いか、あるいはΔTSが小さく、プレス成形性、歪時効硬化特性が低下した鋼板となっている。

【0075】

【発明の効果】本発明によれば、優れたプレス成形性を維持しつつ、プレス成形後の熱処理により引張強さが顕著に上昇する溶融亜鉛めっき鋼板を、安定して製造する*

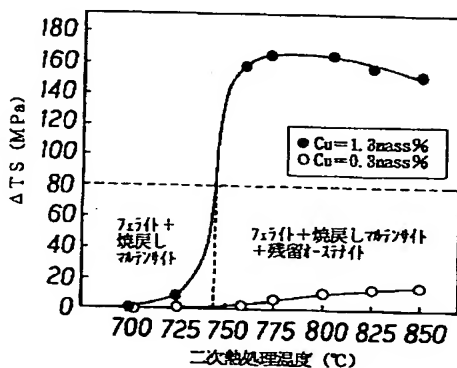
*ことが可能となり、産業上格段の効果を奏する。本発明の冷延鋼板を自動車部品に適用した場合、プレス成形が容易で、かつ完成後の部品特性を安定して高くでき、自動車車体の軽量化に十分に寄与できるという効果もある。

【図面の簡単な説明】

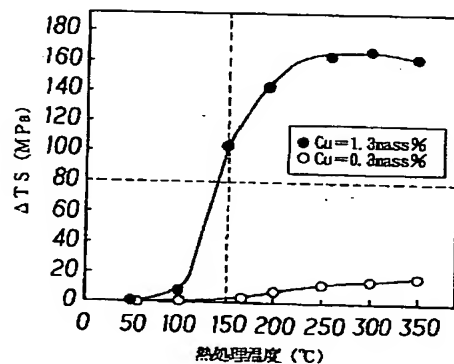
【図1】予変形-熱処理後のΔTSと焼鈍温度の関係におよぼすCu含有量の影響を示すグラフである。

【図2】予変形-熱処理後のΔTSと熱処理温度の関係におよぼすCu含有量の影響を示すグラフである。

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁷

識別記号

F I

ターマコード (参考)

C 2 3 C 2/40

C 2 3 C 2/40

F ターム (参考) 4K027 AA02 AA05 AA23 AB02 AB42
AC12 AC73 AC82 AC87
4K037 EA01 EA05 EA06 EA11 EA13
EA15 EA16 EA17 EA18 EA23
EA25 EA27 EA28 EA33 FJ06
FK03